

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5388577号

(P5388577)

(45) 発行日 平成26年1月15日(2014. 1. 15)

(24) 登録日 平成25年10月18日(2013. 10. 18)

(51) Int.Cl.	F I
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 T
C 2 2 C 38/60 (2006.01)	C 2 2 C 38/60
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46 J
B 2 1 B 3/00 (2006.01)	B 2 1 B 3/00 A

請求項の数 4 (全 10 頁)

(21) 出願番号	特願2008-527851 (P2008-527851)	(73) 特許権者	508055342
(86) (22) 出願日	平成18年8月24日 (2006. 8. 24)		ポスコ
(65) 公表番号	特表2009-506208 (P2009-506208A)		大韓民国 790-300 キョンサンブ
(43) 公表日	平成21年2月12日 (2009. 2. 12)		ックード ポハン ナムグ クェドン-
(86) 国際出願番号	PCT/KR2006/003348		ドン 1
(87) 国際公開番号	W02007/024114	(74) 代理人	100070150
(87) 国際公開日	平成19年3月1日 (2007. 3. 1)		弁理士 伊東 忠彦
審査請求日	平成20年4月21日 (2008. 4. 21)	(74) 代理人	100091214
(31) 優先権主張番号	10-2005-0078433		弁理士 大貫 進介
(32) 優先日	平成17年8月25日 (2005. 8. 25)	(74) 代理人	100107766
(33) 優先権主張国	韓国 (KR)		弁理士 伊東 忠重
		(72) 発明者	ソン, イルーヨン
			大韓民国 545-711 ジョルラナム
			ード グァンヤン クモードン 700
			グァンヤン・ワークス ポスコ内
			最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 加工性に優れた亜鉛メッキ用鋼板及びその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

重量%で、C：0.010%以下、Si：0.1%以下、Mn：0.06%～1.5%、P：0.15%以下、S：0.020%以下、Sol. Al：0.10～0.40%、N：0.010%以下、Ti：0.003～0.04%、Nb：0.003～0.040%、B：0.0002～0.0020%、及びMo：0.09%以下を含み、これにSb：0.005～0.05%及びSn：0.005～0.05%のうち1種または2種を添加し、2種添加時にその和は0.005～0.1%で、残部Fe及びその他の不可避な不純物で組成され、その表面に1μm以下の大きさを有する濃化物が形成され、前記濃化物は、Si、Al、Mn、Tiから選択された一つ以上の金属の酸化物が前記表面に濃化されて形成される加工性に優れた亜鉛メッキ用鋼板。

10

【請求項 2】

重量%で、C：0.010%以下、Si：0.1%以下、Mn：0.06%～1.5%、P：0.15%以下、S：0.020%以下、Sol. Al：0.1～0.40%、N：0.010%以下、Ti：0.003～0.04%、Nb：0.003～0.040%、B：0.0002～0.0020%、及びMo：0.09%以下を含み、これにSb：0.005～0.05%及びSn：0.005～0.05%のうち1種または2種を添加し、2種添加時にその和は0.005～0.1%で、残部Fe及びその他の不可避な不純物で組成される鋼スラブを再加熱した後、オーステナイト単相領域で熱間仕上げ圧延した熱延鋼板を巻取した後、冷間圧延した後、700以上の範囲で連続焼鈍して、鋼板の表

20

面に $1\ \mu\text{m}$ 以下の大きさを有する濃化物が形成されるようにし、前記濃化物は、 Si 、 Al 、 Mn 、 Ti のうち選択された一つ以上の金属の酸化物が前記表面に濃化されて形成されることを特徴とする加工性に優れた亜鉛メッキ用鋼板の製造方法。

【請求項 3】

鋼スラブの加熱温度は $1100 \sim 1300$ で、熱間仕上げ圧延温度は $830 \sim 920$ で、巻取温度は $500 \sim 700$ で、冷間圧下率は 65% 以上で、そして焼鈍温度が $780 \sim 860$ であることを特徴とする請求項 2 に記載の加工性に優れた亜鉛メッキ用鋼板の製造方法。

【請求項 4】

熱延鋼板を巻取した後、空冷或いは水冷することを特徴とする請求項 2 または 3 に記載の加工性に優れた亜鉛メッキ用鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は主に自動車の内外板用として使われる超深加工用軟質及び高強度薄鋼板並びにその製造方法に関するもので、さらに詳しくは $28 \sim 50\text{kgf/mm}^2$ の引張強度、優れた成形性、優れた耐 2 次加工脆性及び優れた溶接部疲労特性を有するだけでなく、優れた表面品質を有する加工性に優れた亜鉛メッキ用鋼板及びその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

最近、自動車用鋼板としては自動車の成形品の複雑化、一体化の傾向によりさらに高い水準の成形性を有する鋼板が求められているだけでなく、自動車の使用環境の側面で耐 2 次加工脆性及び溶接部疲労特性に優れ、メッキ表面が美しい鋼板が求められている。

【0003】

しかし、一般的には鋼板の成形性及び強度を高めるためには鋼中の不純物を最少化した高純度鋼を用い、 Si 、 Mn 、 Ti 、 Nb 、 Al などを添加することで製造することが普通である。

【0004】

冷間圧延後、加工硬化された組織を再結晶させるために 700 以上の温度で焼鈍熱処理を行うことになるが、上記添加元素は殆ど Fe に比べて酸素親和性元素であるため冷延焼鈍工程中 MnO 、 SiO_2 、 Al_2O_3 、 TiO などの単独或いは複合形態の表面濃化物に成長する。

【0005】

これら表面濃化物の量が増大するほど溶融メッキの時にメッキ浴の濡れ性を低下させ、合金化反応を阻害するため未メッキなどの表面欠陥を誘発しやすい。

【0006】

また、表面濃化物が粗大化する場合、連続焼鈍爐のハースロール (Hearth Roll) に吸着してメッキ鋼板の表面に微小デント (dent) などを誘発して表面品質に大きい悪影響を及ぼすことになる。

【0007】

上記のようなメッキ欠陥の問題点を改善するための技術としては、 Cr 、 Sb などの特定元素を添加することによりメッキを向上させる技術 (特許文献 1、特許文献 2、特許文献 3)、冷間圧延前の熱延コイルに対して予備酸化することで冷延焼鈍時に表面に形成される濃化物を抑制する技術 (特許文献 4) などが提案されている。

【0008】

しかし、上記技術は特定元素添加の効果が明確ではなく、現在の一般の熱延 - 冷延 - 連続焼鈍の設備では具現できない製造方法であるため、実際に商業的な生産は行われていない実情である。

【特許文献 1】日本特許公開第 2002 - 146477 号公報

【特許文献 2】日本特許公開第 2001 - 64750 号公報

10

20

30

40

50

【特許文献3】日本特許公開第2002-155317号公報

【特許文献4】日本特許公開第2001-288550号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0009】

本発明は、優れた表面品質を有する加工性に優れた亜鉛メッキ用鋼板を提供することにその目的がある。

【0010】

また、本発明は上記の加工性に優れた亜鉛メッキ用鋼板の製造方法を提供することにその目的がある。

【課題を解決するための手段】

【0011】

上記の課題を達成すべく、本発明は重量%で、C：0.010%以下、Si：0.1%以下、Mn：0.06%～1.5%、P：0.15%以下、S：0.020%以下、Sol. Al：0.10～0.40%、N：0.010%以下、Ti：0.003～0.010%、Nb：0.003～0.040%、B：0.0002～0.0020%、及びMo：0.05%以下を含み、これにSb：0.005～0.05%及びSn：0.005～0.05%のうち1種または2種を添加し、2種添加時にはその和が0.005～0.1%で、残部Fe及びその他の不可避な不純物で組成され、その表面に平均直径が1μm以下の大きさの濃化物が形成され、そして28～50kgf/mm²の引張強度を有する加工性に優れた亜鉛メッキ用鋼板に関する。

【0012】

好ましくは、上記亜鉛メッキ用鋼板は焼鈍温度10 増加に対して濃化物の平均直径の成長が10%以内に抑えられる。

【0013】

また、本発明は重量%で、C：0.010%以下、Si：0.1%以下、Mn：0.06%～1.5%、P：0.15%以下、S：0.020%以下、Sol. Al：0.10～0.40%、N：0.010%以下、Ti：0.003～0.010%、Nb：0.003～0.040%、B：0.0002～0.0020%、及びMo：0.05%以下を含み、これにSb：0.005～0.05%及びSn：0.005～0.05%のうち1種または2種を添加し、2種添加時にはその和が0.005～0.1%で、残部Fe及びその他の不可避な不純物で組成される鋼スラブを再加熱した後、オーステナイト単相領域で熱間仕上げ圧延した熱延鋼板を冷間圧延した後、700 以上の温度範囲で連続焼鈍することを特徴とする加工性に優れた亜鉛メッキ用鋼板の製造方法に関する。

【発明の効果】

【0014】

本発明によると、28～50kgf/mm²の引張強度、優れた成形性、優れた耐2次加工脆性、及び優れた溶接部疲労特性を有するだけでなく、優れた表面品質を有する加工性に優れた亜鉛メッキ用鋼板が提供される。

【発明を実施するための最良の形態】

【0015】

以下、本発明について詳しく説明する。

【0016】

上記鋼板の組成について説明する。上記鋼中Cは侵入型固溶元素として作用して冷延及び焼鈍時に鋼板の集合組織形成過程で加工性に有利な{111}集合組織の形成を阻害するだけでなく、鋼中含有量が多い場合、炭窒化物形成元素のTi及びNbの添加量を高くしなければならず、経済的にも不利であるためその含量は0.010%以下に制限する。

【0017】

上記Siは表面スケール欠陥を誘発するだけでなく、焼鈍時にテンパーカラー及びメッ

10

20

30

40

50

キ時の未メッキを発生させるためその含量は0.1%以下に制限する。

【0018】

上記Mnは強度確保のために置換型固溶強化元素として添加されるが、その含量が1.5%を超えると伸び率と共にr値が急激に低下し、また0.06%未満の場合には鋼中Sによる脆性が懸念されるためその含量は0.06%～1.5%に制限する。

【0019】

上記PもMnと共に強度上昇のために添加される代表的な固溶強化元素で、本発明のようなTi-Nb系成分系の鋼種では強度上昇だけでなく、結晶粒の微細化及び粒界偏析などによりr値に有利な{111}集合組織の発達をもたらすが、その含量が0.15%を超えると伸び率の急激な下落と共に鋼の脆性が大きく増加するため、その含量は0.15%以下に制限することが好ましく、より好ましくは0.03～0.15%に制限することである。

10

【0020】

通常深加工用鋼を製造する場合、鋼中Sの含量は0.005%以下に低く制限されることが普通であるが、本発明ではMnが添加される鋼であるため鋼中Sは全てMnSとして析出され固溶Sによる加工性の下落は避けられる。

【0021】

従って、本発明ではSの含量を圧延する時のエッジクラックの発生の恐れがある領域を避けられる含量の0.020%以下に制限することが好ましい。

【0022】

20

鋼中のSol.Alは鋼中溶存酸素量を十分低い状態に維持しながら経済的な側面を考えて冷延製品の場合、その含有量を0.02～0.07%程度に抑えて生産することが一般である。

【0023】

しかし、本発明鋼においてSol.Alは比較的低い焼鈍温度でも深加工性を安定して確保出来るようにする役割をする。

【0024】

即ち、本発明鋼において鋼中Sol.Alが0.10%以上の場合には、鋼中析出物の大きさを粗大化しPの再結晶抑制作用を妨げる効果を明確に奏して再結晶を促進させるだけでなく、{111}系列の集合組織を発達させる役割をするが、その含有量が0.40%を超える場合には費用上昇及び連続鋳造業性を害するためその含量は0.10%～0.40%に制限する。

30

【0025】

また、本発明鋼において鋼中Sol.Alは炭窒化物のTi、Nb系析出物の形成挙動に影響を与えて析出物の大きさを粗大にするため通常のIF鋼に比べてTi、Nbを少なく添加しても、より良好な加工性が得られるようにする役割をする。

【0026】

上記鋼中Nは固溶状態で存在する場合、加工性を大きく劣らせるだけでなく、その量が多い場合析出物として固定するためのTi及びNb添加量を増加させなければならないため、その含量は0.010%以下に制限する。

40

【0027】

上記鋼中Bは粒界強化元素として点溶接部の疲労特性を向上させ、P粒界脆性を防ぐために添加される元素で、添加効果を奏するためには0.0002%以上添加されなければならない、その含量が0.0020%を超えると加工性が急激に落ち、メッキ鋼板の表面特性が劣化するためその含量は0.0002～0.002%に限定する。

【0028】

上記鋼中Moは耐2次加工脆性及びメッキ性を改善するために添加される元素で、その含量が0.09%を超える場合には改善効果が大きく減少するだけでなく、経済的にも不利であるためその含量は0.09%以下に制限する。

【0029】

50

本発明においてTi及びNbは、鋼の加工性確保の側面で非常に重要な元素であって、加工性（特にr値）上昇効果を奏するための最少、最適量を考えてTiは0.003 - 0.04%、Nbは0.003 - 0.040%の範囲に限定する。

【0030】

上記鋼中Sbは本発明において非常に重要な元素であって、MnO、SiO₂、Al₂O₃などの表面濃化の発生を抑制し、また温度上昇及び熱延工程の変化による表面濃化物の粗大化を抑制するのに優れた効果がある。上記効果を得るためにはその含量は少なくとも0.005%以上必要であるが、特定限度以上添加される場合所定の効果が得られないためその上限は0.05%に制限する。

10

【0031】

上記鋼中Snは上記Sbと類似な効果を有する成分で、その添加効果を得るためにはその含量は少なくとも0.005%以上必要であるが、特定限度以上添加される場合所定の効果が得られないためその上限は0.05%に制限する。

【0032】

また、上記SbとSnが同時に添加される場合その含量の和は0.005～0.1%に制限する。

【0033】

以下、本発明の製造条件について説明する。

【0034】

上記のように組成された鋼スラブを再加熱した後、オーステナイト単相領域から仕上げ圧延を完了して巻取した熱延鋼板を冷間圧延した冷延鋼板を素材に、材質の加工性を確保するためには700以上の温度で連続焼鈍することが好ましい。

20

【0035】

一般的に温度が増加するに伴い材質の軟性とr値は改善される。

【0036】

しかし、焼鈍温度の増加により素材表面に形成される表面濃化物（Si、Al、Mnなどの単独或いは複合酸化物）はその量が増加し、また粗大化する傾向が明らかで、これにより未メッキ及び表面デントのような表面欠陥が生じやすい。

【0037】

本発明では焼鈍温度区間での表面濃化物の成長が抑制され優れた鋼板表面品質を確保することが出来る。

30

【0038】

本発明において好ましい鋼スラブ加熱温度は1100～1300で、好ましい熱間仕上げ圧延温度は830～920で、そして好ましい巻取温度は500～700である。

【0039】

本発明では熱延巻取の後に空冷或いは水冷する場合の何れにも適用される。

【0040】

また、1.9以上の高r値を得るためには冷間圧延時の圧下率は65%以上に制限することが好ましい。

40

【0041】

また、冷延鋼板の焼鈍温度が低過ぎる場合には1.9以上の高r値を得ることが難しく、高過ぎる場合には高温焼鈍により作業上のストリップの通板性などに問題が生じることがあるため、上記焼鈍温度は700以上、好ましくは780 - 860に制限する。

【0042】

上記焼鈍温度区間で焼鈍温度10増加に対して粒状形濃化物の平均直径の成長が10%以内になるようにすることが好ましい。

【0043】

通常の超深加工用鋼板の製造方法において冷間圧延鋼板の連続焼鈍は880～930

50

程度で行われている。

【0044】

このように、本発明の連続焼鈍温度は通常の超深加工用鋼板の製造に適用される焼鈍温度に比べて低いため、本発明はより経済的で、より優れた操業性を有することになる。

【0045】

本発明によると、その表面に平均直径が $1\text{ }\mu\text{m}$ 以下の大きさの濃化物が形成され、そして $28\sim 50\text{ kgf/mm}^2$ の引張強度を有する加工性に優れた亜鉛メッキ用鋼板を製造することが出来る。

【0046】

上記濃化物はSi、Al、Mn、Tiなどの単独或いは複合酸化物を主成分としている 10

【0047】

上記濃化物は、その平均直径の成長が焼鈍温度 10°C 増加に対して 10% 以内に抑制されることが好ましい。

【実施例】

【0048】

以下、実施例を通して本発明をより具体的に説明する。

【0049】

下記の表1のように組成される鋼スラブを 1200°C の温度範囲で加熱して 890°C の熱間仕上げ圧延温度で仕上げ圧延を行い、 660°C の巻取温度で巻取した後、空冷した後 20

【0050】

また、さらに鋼種4及び5に対しては上記のように熱延鋼板を巻取した後、水冷した後、 80% の圧下率で冷間圧延して冷間圧延鋼板を製造した。

【0051】

上記のように製造された冷間圧延鋼板のうち鋼種1～3に対しては $\text{N}_2 - 10\%\text{H}_2$ 雰囲気で $780\sim 830^\circ\text{C}$ の温度区間で86秒間焼鈍熱処理を行った後、鋼板表面に濃化されるMn及びAlの量を調査し、その結果を図1に表した。

【0052】

また、上記のように製造された冷間圧延鋼板のうち鋼種4及び5(巻取後空冷及び水冷材)に対して 860°C の $\text{N}_2 - 10\%\text{H}_2$ 雰囲気で86秒間焼鈍熱処理した後、鋼材表面に生成される濃化物の形状を調査し、その結果を図2に表した。 30

【0053】

また、上記冷間圧延鋼板のうち巻取後空冷された鋼種4及び5の冷間圧延鋼板を $800\sim 850^\circ\text{C}$ の $\text{N}_2 - 10\%\text{H}_2$ 雰囲気で86秒間焼鈍熱処理した後、鋼材表面に生成される濃化物の形状を調査し、その結果を図3に表した。

【0054】

【表 1】

表 1

鋼種	化学成分 (重量%)													備考
	C	Si	Mn	P	S	Mo	S-Al	Nb	Ti	B	Sn	Sb	N	
1	0.0038	0.01	0.81	0.08	0.01	0.01	0.1	0.005	0.04	0.0002	—	—	0.0019	比較鋼
2	0.0037	0.01	0.82	0.08	0.01	0.01	0.1	0.005	0.04	0.0002	0.05	—	0.0022	発明鋼
3	0.0041	0.01	0.81	0.08	0.01	0.01	0.1	0.005	0.04	0.0002	—	0.05	0.0022	発明鋼
4	0.0019	0.06	0.87	0.08	0.01	0.09	0.115	0.007	0.021	0.0005	—	—	0.0040	比較鋼
5	0.0023	0.06	0.87	0.08	0.01	0.09	0.15	0.007	0.021	0.0006	—	0.01	0.005	発明鋼

図 1 に示したように、本発明に符合する鋼種 2 及び 3 は本発明の範囲を外れる鋼種 1 に比べて Mn 及び Al の表面濃化量が少ないことが分かる。

【0055】

また、図 2 に示したように、本発明に符合する鋼種 5 は本発明を外れる鋼種 4 に比べて表面濃化物の量が少なく、大きさが小さいことが分かる。

【0056】

特に、鋼種 4 の場合には熱延巻取後水冷する場合、空冷材に比べて表面濃化物の大きさが著しく大きくなるのに対して、鋼種 5 の場合には表面濃化物が熱延巻取後水冷する場合にも空冷材とほぼ同じ大きさを有していることが分かる。

【0057】

また、図 3 に示したように、鋼種 4 の場合には表面濃化物の大きさが焼鈍温度の増加に伴い大きくなるのに対して、鋼種 5 の場合には表面濃化物の大きさが焼鈍温度の増加により殆ど変わらないことが分かる。

【図面の簡単な説明】

【0058】

【図 1】鋼種及び焼鈍温度別の鋼板表面濃化物量の変化を表したグラフである。

【図 2】鋼種別及び熱延巻取後の空冷材及び水冷材に対する鋼板表面濃化物の分布状態を表した写真である。

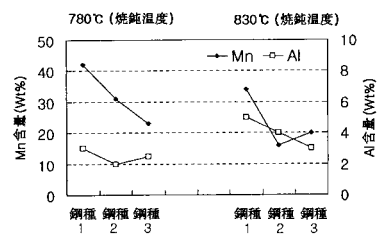
【図 3】鋼種及び焼鈍温度別の鋼板表面濃化物の分布状態を表した写真である。

10

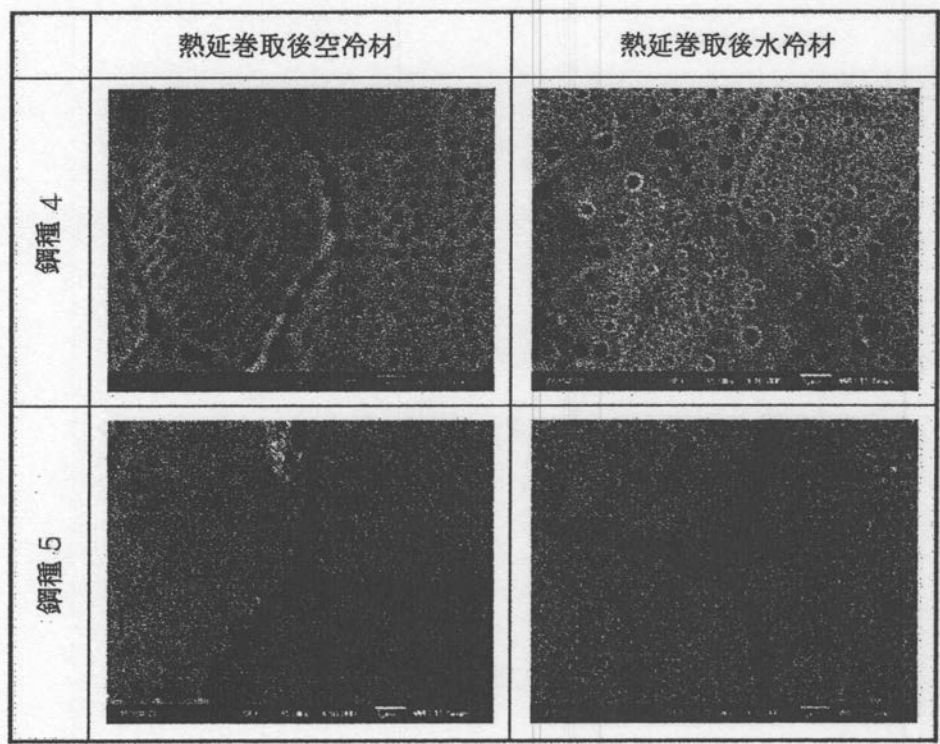
20

30

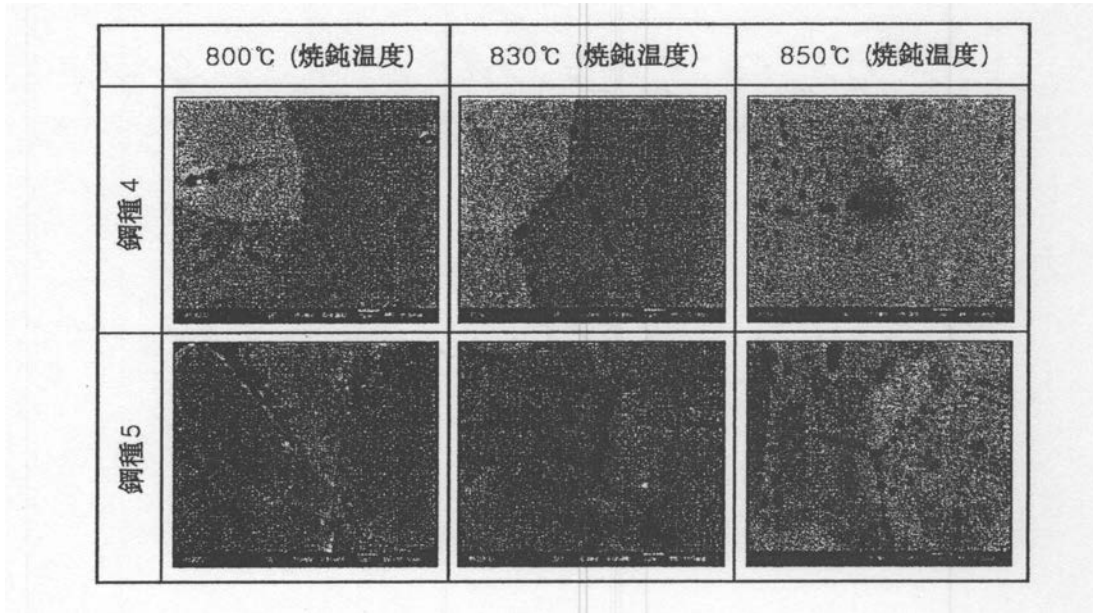
【図 1】



【図 2】



【図 3】



フロントページの続き

(72)発明者 チン, グァン - グン

大韓民国 5 4 5 - 7 1 1 ジョルラナム - ド グァンヤン クモ - ドン 7 0 0 グァンヤン・ワークス 内

(72)発明者 カン, ヒ - ジェ

大韓民国 5 4 5 - 7 1 1 ジョルラナム - ド グァンヤン クモ - ドン 7 0 0 グァンヤン・ワークス 内

(72)発明者 キム, ソン - イル

大韓民国 5 4 5 - 7 1 1 ジョルラナム - ド グァンヤン クモ - ドン 7 0 0 グァンヤン・ワークス 内

審査官 佐藤 陽一

(56)参考文献 特開 2 0 0 4 - 2 5 6 8 9 5 (J P , A)

特開 2 0 0 2 - 0 5 3 9 3 3 (J P , A)

特開 2 0 0 0 - 2 5 6 7 9 0 (J P , A)

(58)調査した分野(Int.Cl. , D B 名)

C 2 2 C 3 8 / 0 0 - 3 8 / 6 0

C 2 1 D 9 / 4 6 - 9 / 4 8